

TRATAMIENTOS TERMICOS Y PROPIEDADES MECANICAS EN UNA ALEACION DE Al-Si-Cu

M. Stipcich*, R. Romero†

Instituto de Física de Materiales Tandil, Facultad de Ciencias Exactas, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires, Pinto 399, (7000) Tandil

Resumen

Dentro del estudio sistemático sobre el comportamiento de la aleación comercial base Al, AS5U3, se ha encontrado que sus propiedades mecánicas presentan importantes modificaciones cuando la misma es sometida a tratamientos térmicos a temperaturas intermedias; en trabajos previos se mostró que la dureza presenta una etapa inicial de ablandamiento, seguida por un considerable endurecimiento y un posterior ablandamiento. En esta comunicación se presentan nuevos datos acerca del proceso de ablandamiento inicial y se presenta una interpretación de los resultados obtenidos consistente en un proceso de disolución y posterior crecimiento de precipitados pequeños dentro de la fase matriz.

Abstract

It had been found that the mechanical properties of the AS5U3 Al base alloy exhibit important modifications when it is thermal treatment at intermediate temperatures. Previous studies have shown that, on isothermal annealing in the temperature range of 100°C - 200°C, the material's hardness firstly decreases, afterward suffers a large increment and, finally, decreases again. In this work more experimental measurements on the initial softening process are shown and a new interpretation of the results has been made related to a dissolution process and subsequent growth of small precipitates into matrix phase, Al α .

Introducción

Las propiedades mecánicas y la estabilidad dimensional constituyen características muy importantes en piezas fabricadas con aleaciones metálicas; en trabajos previos^{1,2,3}, se encontró que muestras tomadas de piezas fundidas con la aleación comercial de base Al, AS5U3, al ser tratadas térmicamente a temperaturas entre 353K y 500K, a tiempos entre 5s y 4000h, presentan un ablandamiento inicial, un posterior endurecimiento y, luego de alcanzar un máximo, un nuevo ablandamiento final (ver fig.1). En la microestructura², tipo red interdendrítica, consistente en Si y CuAl₂ (componentes mayoritarios), partículas de Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ y Al₅FeSi^{4,5}, no se observan cambios responsables de tal comportamiento, dentro del poder de resolución utilizado; junto a esto, para las dos primeras etapas, se observa una buena correlación entre las propiedades de microdureza de la fase matriz y de macrodureza de las muestras, lo que sugiere que ambos procesos se relacionan con posibles modificaciones ocurridas en la fase Al(α). La

densidad del material³ sometido a tratamientos térmicos que conducen al ablandamiento máximo no presenta cambios, mientras que para aquél tratado a máximo endurecimiento se observa un cambio $\Delta\rho = - (0.7\pm 0.4) \%$. El objetivo de este trabajo es presentar una interpretación de los resultados experimentales antes mencionados.

Experimental

Las muestras fueron extraídas de tapas de cilindros y de lingotes fundidos en fábrica con la aleación AS5U3, cuya composición porcentual promedio en peso es 4.8%Si, 2.87%Cu, 0.39%Mn, 0.12%Mg, 0.11%Fe, <0.01% de Zn, Cr, Ni y Pb, y Al para el balance. Las probetas consistieron en placas de 15mm x 15mm x 1mm de espesor y fueron tratadas térmicamente en un baño de glicerina mantenido a temperatura constante; antes del tratamiento se las lijaba hasta grit 600 y pulidas a paño hasta pasta de 0.25 μ m, luego se las atacaba con el reactivo Keller diluido (90.5ml de H₂O, 5ml de HF, 3ml de HCl y 1.5ml de

* Becario Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires

† Investigador Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires

HNO₃). Los tratamientos térmicos se realizaron a 350K, 370K, 390K, 410K, 420K, 430K, 450K y 470K. Para los ensayos de microdureza se utilizó un microdurómetro Vickers con 15g de carga durante 10s.

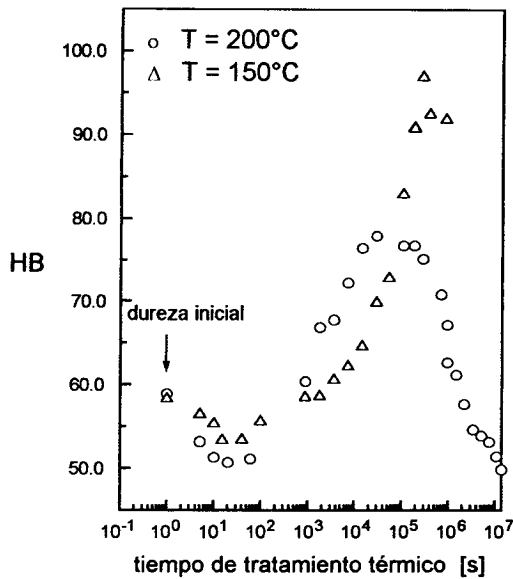


figura 1: evolución de la dureza Brinell (HB) con el tiempo de tratamiento térmico; se muestran datos obtenidos sólo para dos temperaturas pero el comportamiento es similar para las demás estudiadas.

Resultados experimentales y discusión

La información más detallada de las modificaciones sufridas por el material durante los tratamientos térmicos está dada por la evolución de la macro y microdureza.

Con respecto a la primera etapa, el valor absoluto del máximo ablandamiento incrementa con la temperatura (ver fig.2) y alcanza, en algunos casos, hasta un 25% del valor inicial. La energía aparente de activación (Q) suponiendo un proceso térmicamente activado, calculada mediante el método habitual de graficar el logaritmo natural de la inversa del tiempo que necesita el material para alcanzar la mitad del ablandamiento total a una dada temperatura ($t_{1/2}$) en función de la temperatura de tratamiento térmico resultó de $Q = 36.3$ kJ/mol (ver fig.3). Este ablandamiento inicial se atribuye a la disolución dentro de la fase $Al\alpha$ de pequeños precipitados (de tamaño menor al posible de detectar por microscopía óptica)

originados durante o posteriormente a la solidificación y cuyo origen estaría vinculado a la retención de soluto en la matriz por encima de valores de equilibrio (este comportamiento fue observado también en otras aleaciones base Al^{6,7,8,1}). De la fig.2 puede verse porqué el proceso de ablandamiento no tiene lugar a la temperatura ambiente, dado que cualquier tipo de extrapolación a temperatura ambiente de los valores de mínima dureza (ver fig.2) conducen a valores muy por encima de los correspondientes a la dureza inicial de las muestras, desde ese punto de vista el material está *sobreablandado*.

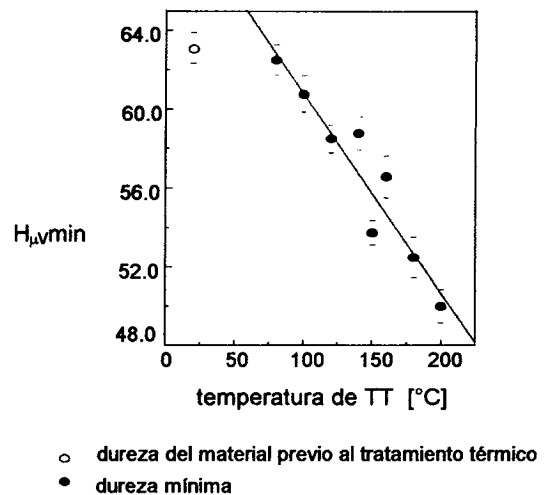


figura 2: Relación entre la mínima dureza alcanzada ($H_{\mu v \min}$) y la temperatura de tratamiento térmico.

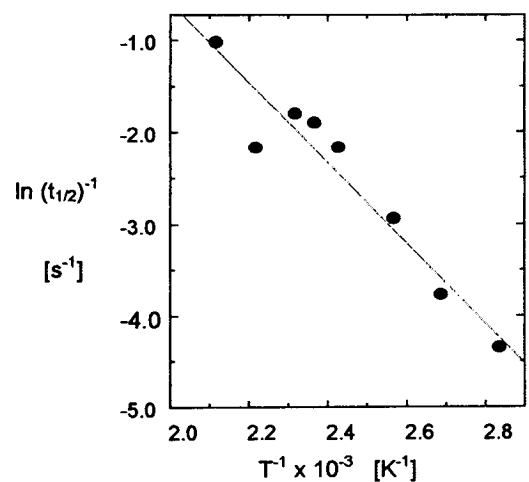


figura 3: Cálculo de la energía aparente de activación para el proceso de ablandamiento inicial; $Q = 36.3$ kJ/mol

Con respecto al endurecimiento posterior, si se consideran los coeficientes de difusión tomados de la literatura⁹ y los tiempos determinados para alcanzar el máximo endurecimiento³, puede estimarse la longitud de difusión (fig.4), mediante:

$$l = \sqrt{D_0 t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)} \quad (1)$$

donde: D_0 = constante de difusión;
 t = tiempo de tratamiento térmico;
 Q = energía de activación del proceso involucrado;
 T = temperatura de tratamiento térmico;
 R = constante de los gases.

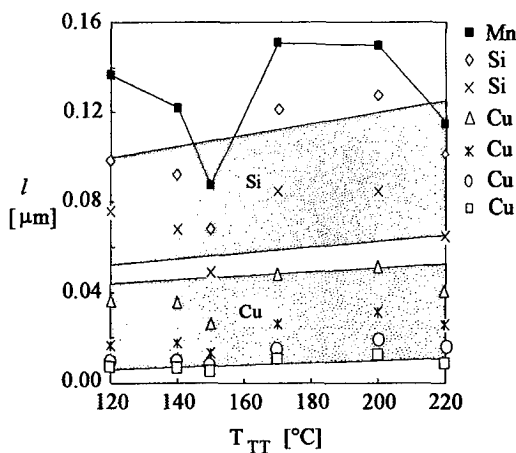


figura 4: Relación entre la longitud de difusión (l) y la temperatura de tratamiento térmico (T_{TT}), para algunos de los elementos que componen la aleación; el cálculo se realizó para tiempos de máximo endurecimiento^{9,31}.

Como puede verse en la fig.4, para los aleantes principales, las longitudes de difusión son extremadamente pequeñas comparadas con las dimensiones de la fase $Al\alpha$ (del orden de $45\mu m$ y $65\mu m$ para tapa de cilindros y lingote, respectivamente). Al igual que en la primer etapa, la fracción de volumen precipitada (f_V) total no presenta cambios apreciables siendo la misma $f_{V, total} = 11.6 \pm 0.6$ y $f_{V, total} = 11.4 \pm 0.4$ para material sin tratar (s/TT) y tratado hasta su máximo endurecimiento (c/TT), respectivamente; lo mismo sucede con las correspondientes a los aleantes principales, las cuales son $f_{V, Si}(s/TT) = 7.8 \pm 0.9$ y $f_{V, Si}(c/TT) = 7.7 \pm 0.9$, para el Si y $f_{V, CuAl_2}(s/TT) = 2.0 \pm 0.2$ y

$f_{V, CuAl_2}(c/TT) = 2.0 \pm 0.2$, para el $CuAl_2$. Esto, junto con las consideraciones realizadas en la introducción, permite concluir que a los procesos de ablandamiento y endurecimiento no contribuyen los precipitados interdendríticos del material. La etapa de endurecimiento estaría relacionada a un proceso de precipitación de soluto ya existente en la fase matriz, en el mismo es probable que intervengan más de uno de los aleantes. La fracción de volumen de los nuevos precipitados no superaría el 1 - 2 %¹⁰ lo cual, si están homogéneamente distribuidos en la matriz, haría imposible su observación por microscopía óptica.

Este fenómeno seguiría el proceso habitual de nucleación y crecimiento y podría ser descrito mediante la relación de Johnson - Mehl - Avrami:

$$y = 1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{\tau}\right)^n\right) \quad (2)$$

donde: n = exponente de Avrami (constante que brinda información acerca del proceso de precipitación);
 y = fracción transformada de dureza;
 τ = tiempo característico dependiente de la temperatura;

Dado que $y(t) = \frac{f(t) - f(0)}{f(\infty) - f(0)}$ y suponiendo que existe una relación lineal entre el incremento de la dureza y $\Delta f = f(t) - f(0)$ el valor n puede ser estimado de las curvas de dureza en función del tiempo de tratamiento térmico; en nuestro caso n no es estrictamente constante siendo su valor medio $n = 1.4 \pm 0.2$ lo que, de acuerdo a Christian¹¹, corresponde al crecimiento de partículas desde pequeñas dimensiones con tasa de crecimiento nula. A este proceso estaría vinculada la dilatación observada en el material. Para los principales aleantes, en este caso, el empobrecimiento de soluto y formación de precipitados trae aparejado un cambio negativo de la densidad.

El ablandamiento final, si bien no ha sido estudiado en detalle, podría adjudicarse al crecimiento competitivo de precipitados formados en la etapa anterior mediante un mecanismo del tipo de Ostwald. Mediante el

mismo, en una matriz de composición cercana al equilibrio estable, dentro de cierto rango, la solubilidad a una dada temperatura es menor para las partículas mayores y mayor para las partículas menores, esto produce un transporte

de soluto (por difusión) desde los precipitados más pequeños hacia los más grandes, conduciendo a la disolución de los primeros y al crecimiento de los otros.

Referencias

- ¹ M. Stipcich, R. Romero, A. Somoza, E. Collivignarelli; *Anales AFA 1992*, (1992), en imprenta;
- ² M. Stipcich, R. Romero, A. Somoza, E. Collivignarelli; *Anales Sociedad Argentina de Metales 1993*, (1993), p.431;
- ³ M. Stipcich; *Trabajo Especial*; Fac. de Ciencias Exactas (UNCentro), 1994;
- ⁴ L. Anantha Narayanan, F.H. Samuel and J.E. Gruzleski; *Met. and Mat. Trans.*, Vol. **25A**, (1994), p.1761;
- ⁵ G. Gustafsson, T. Thorvaldsson and G.L. Dunlop; *Met. Trans.*, Vol. **17A**, (1986), p.15;
- ⁶ E.S. Balmuth; *Scripta Met.* (1984), Vol. **18**, p.301;
- ⁷ J.M. Papazian, R.L. Delaiasi and P.N. Adler; *Met. Trans.*, (1980), Vol. **11A**, p.135;
- ⁸ J.M. Papazian; *Met. Trans.*, (1981), Vol. **13A**, p.761;
- ⁹ L.F. Mondolfo (ed.); *Aluminium Alloys*, Butterworth & Co, Londres (1979), p.25.
- ¹⁰ H.Y. Hunsicker; *Met. Trans.*, (1980), Vol. **11A**, p.759;
- ¹¹ J.W. Christian; *The Theory of Transformations in Metal Alloys*, Pergamon Press, Hungary (1975), p.542.